

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-343544

(43) 公開日 平成11年(1999)12月14日

(51) Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/00

38/34

H 0 1 F 1/16

識別記号

3 0 3

F I

C 2 2 C 38/00

38/34

H 0 1 F 1/16

3 0 3 U

A

審査請求 未請求 請求項の数10 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号 特願平10-215347

(22) 出願日 平成10年(1998) 7 月30日

(31) 優先権主張番号 特願平9-301828

(32) 優先日 平 9 (1997) 11 月 4 日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(31) 優先権主張番号 特願平10-44802

(32) 優先日 平10(1998) 2 月26日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(31) 優先権主張番号 特願平10-85771

(32) 優先日 平10(1998) 3 月31日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通 1 丁目 1 番28
号

(72) 発明者 高城 重彰

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 近藤 修

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 山下 孝子

千葉県千葉市中央区川崎町 1 番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 杉村 暁秀 (外 8 名)

(54) 【発明の名称】 高周波磁気特性に優れる Fe-Cr-Si 系合金及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 優れた製造時の加工性と共に、良好な磁気特性を有し、更に耐食性や低廉性をも兼ね備えた Fe-Cr-Si 系合金を提案する。

【解決手段】 Cr : 1.5 wt% 以上 20 wt% 以下、Si : 2.5 wt% 以上 10 wt% 以下及び Al : 5 wt% 以下を含有し、かつ、C 及び N を合計量で 100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避免的不純物からなり、比抵抗が $60 \mu \Omega \text{cm}$ 以上である Fe-Cr-Si 系合金。Mn、P、Al の中から選ばれる 1 種以上をそれぞれ 1 wt% 以内で含有させても良い。

【特許請求の範囲】

【請求項1】Cr: 1.5 wt%以上20wt%以下及びSi: 2.5 wt%以上10wt%以下を含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避的不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金。

【請求項2】Cr: 1.5 wt%以上20wt%以下、Si: 2.5 wt%以上10wt%以下及びAl: 5 wt%以下を含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避的不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金。

【請求項3】Cr: 1.5 wt%以上20wt%以下及びSi: 2.5 wt%以上10wt%以下を含み、Mn及びPから選ばれる1種又は2種をそれぞれ1 wt%以内で含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避的不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金。

【請求項4】Cr: 1.5 wt%以上20wt%以下、Si: 2.5 wt%以上10wt%以下及びAl: 5 wt%以下を含み、Mn及びPから選ばれる1種又は2種をそれぞれ1 wt%以内で含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避的不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金。

【請求項5】板厚が0.01~0.4 mmであることを特徴とする請求項1~4のいずれか1項に記載の高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金。

【請求項6】Cr: 1.5 wt%以上20wt%以下及びSi: 2.5 wt%以上10wt%以下を含み、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減したFe-Cr-Si系合金素材を圧延するに際し、熱間圧延によって板厚3 mm以下とし、次いで熱延板を焼鈍することなく冷間又は温間で圧延することを特徴とする高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金の製造方法。

【請求項7】Cr: 1.5 wt%以上20wt%以下及びSi: 2.5 wt%以上10wt%以下を含み、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減したFe-Cr-Si系合金素材を圧延するに際し、熱間圧延後の冷間圧延又は温間圧延を、途中焼鈍を施すことなしに実施することを特徴とする高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金の製造方法。

【請求項8】Cr: 1.5 wt%以上20wt%以下及びSi: 2.5 wt%以上10wt%以下を含み、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減したFe-Cr-Si系合金素材を圧延するに際し、熱間圧延によって板厚3 mm以下とし、次いで熱延板を焼鈍することなく冷間圧延又は温間圧延に供し、この冷間

又は温間圧延を、途中焼鈍を施すことなしに実施することを特徴とする高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金の製造方法。

【請求項9】Fe-Cr-Si系合金素材がAlを5 wt%以下含有するものである請求項6~8のいずれか1項に記載の高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金の製造方法。

【請求項10】Fe-Cr-Si系合金素材がMn及びPから選ばれる1種又は2種をそれぞれ1 wt%以内で含有するものである請求項6~9のいずれか1項に記載の高周波磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、磁気特性に優れたFe-Cr-Si系合金、特に、商用周波数よりも高い周波数において電磁鋼板として用いる場合に良好な磁気特性を有する、Fe-Cr-Si系合金及びその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】Fe-Si合金は、軟質磁気特性に優れた材料として知られていて、主にSi量が3.5 wt%以下の電磁鋼板として商用周波数用の各種鉄心を中心に多用されている。しかし、使用周波数が商用周波数よりも高い場合には、かかるSi量3.5 wt%以下の電磁鋼板では鉄損が大きくなる不利がある。そのため、このような商用周波数よりも高い周波域での鉄損特性を改善するためには、更に電気抵抗の高い材料が求められている。

【0003】ここに、鋼中のSi量を増やせば電気抵抗が増大するから、上記のような高周波域での鉄損を低減する上で好都合である。しかし、その一方で、Si量が3.5 wt%を超えると、合金が極めて硬く脆くなり、加工性が劣ってしまうので圧延による製造、加工が困難となる。特にSi量が5.0 wt%を超える場合には、冷間加工はもろんのこと、温間加工も不可能になってしまう。

【0004】この高Si鋼の加工性を改良し、6.5 wt%程度のSiを含有しても工業的に鋼板を製造できる技術としては、特開昭61-166923号公報に開示されている低温強圧下の熱間圧延による方法、特開昭62-227078号公報に開示されているSiの拡散浸透処理による方法が代表的である。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかし、前者の特開昭61-166923号公報に開示された技術は、合金としての脆性を見かけ上改善すべく圧延組織の微妙な調整が必要とされ、製造過程で厳密な制御を行うことから、工業的に安定して生産するのは困難と推定される。一方、後者の特開昭62-227078号公報に開示された技術では、特殊な拡散浸透法を用いるため、工業的な製造を行う場合にはコストにおいて極めて不利と考えられる。しかも、良好な高周波磁気特性を得るために更に

電気抵抗を上げるには限界があるものの、Si量をこれらの方法で増量しても、高々 $80\mu\Omega\text{cm}$ の水準までにとどまらざるを得ない。特に、通常の工業的な圧延法で製造できる3.5 wt%以下のSi量の場合、 $50\mu\Omega\text{cm}$ 台までの比抵抗しか得られなかった。また、これらのFe-Si合金は、耐食性が劣る点も鉄心などの用途においては問題とされる。

【0006】他方で、Alは磁気特性の観点でSiと同様に電気抵抗を増大させる効果があり、しかもSi程は加工性を劣化させない。そこで、Siの一部をAlで置換することにより、加工性が改善されることが知られている。AlはSiよりコスト高であり、磁束密度の減少が大きいなどの弱点があるが、例えばSi:3 wt%、Al:0.7 wt%の組成の鋼は、Si:3.7 wt%の組成の鋼よりも加工性、冷延性が良好であり、磁気特性としてもほぼ同等となる。しかし、Si:3 wt%以上の鋼において、SiとAlとの合計量が4 wt%以上になると、冷間圧延が不能となり、更に、SiとAlとの合計量が6 wt%を超える場合には、温間圧延も困難になっていた。この場合も結局、工業的には $60\mu\Omega\text{cm}$ 未満の比抵抗しか得られていなかった。

【0007】いずれにしても、単なるSiやAlの増加により高周波域での鉄損低減を図るよりも、本質的に加工性の改善された新成分系合金によって、高周波域にわたる磁気特性と共に、加工性をも確保し、更に、耐食性と低廉性を満たすことが望ましい。

【0008】なお、Fe-Si合金の耐食性を改善する手段として、Crを一定量添加する方法が、特開昭5-24117号公報及び特開昭61-27352号公報に開示されている。このように、Crの添加により耐食性を向上させた合金は知られている。しかし、これらの公報に開示された合金はいずれも、磁気特性としては従来の合金と同程度で、格段の改良を加えたものではなかった。

【0009】そこで、この発明は、上記の問題点を解決し、優れた製造時並びに使用時の加工性と共に、高い電気抵抗と良好な高周波磁気特性を有し、更に耐食性や低廉性をも兼ね備えたFe-Cr-Si系合金を提案することを目的としている。このようにして製造時の加工性が改善されるならば、とりわけ板厚の薄い鋼板とすることが可能となり、更に高周波磁気特性が改善される。

【0010】

【課題を解決するための手段】発明者らは上記目的を達成すべく鋭意研究を行った結果、次のような新規知見を得た。まず、加工性（ほぼ靱性によって評価することができる。）の確保については、Fe-Si合金やFe-Si-Al合金の靱性向上のためには意外にもCrを共存させることが効果があることを見いだした。すなわち、これまではCrを添加するほど靱性は劣化すると考えられてきたが、Siが3 wt%以上かつ、Alが1 wt%以上の含有量であっても、C+Nの含有量を十分に低減した上で、一定量以上のCrを含有させることにより、むしろ高い靱性が得られ

ることを見いだした。しかも、更にSi量及びAl量が低いFe-Cr-Si系合金（Fe-Cr-Si合金の他、Fe-Cr-Si-Al合金も含む。以下同じ。）であって、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上となる成分系においても、C+Nの含有量を十分に低減すれば、同等の比抵抗をもつFe-Si合金やFe-Si-Al合金よりも加工性が大幅に向上することを見いだしたのである。

【0011】また、磁気特性については、Cr、Si及びAlを同時に含有させることにより、電気抵抗の増大に相乗的な効果が現れることを見いだした。その結果、特に高周波域での鉄損を、SiやAlのみを含有するFe-Si合金、Fe-Al合金、更にはFe-Si-Al合金に比べて格段に低減することができるに至った。しかも、このようにCrを添加すれば、このCrの効果によって耐食性は従来のFe-Si系に比べて確実に向上する。

【0012】この発明は上記の知見に立脚するものであり、その要旨構成は次のとおりである。Cr:1.5 wt%以上20wt%以下及びSi:2.5 wt%以上10wt%以下を含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避免の不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金。Cr:1.5 wt%以上20wt%以下、Si:2.5 wt%以上10wt%以下及びAl:5 wt%以下を含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避免の不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金。Cr:1.5 wt%以上20wt%以下及びSi:2.5 wt%以上10wt%以下を含み、Mn及びPから選ばれる1種又は2種をそれぞれ1 wt%以内で含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避免の不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金。Cr:1.5 wt%以上20wt%以下、Si:2.5 wt%以上10wt%以下及びAl:5 wt%以下を含み、Mn及びPから選ばれる1種又は2種をそれぞれ1 wt%以内で含有し、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減し、残部は鉄及び不可避免の不純物からなり、比抵抗が $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上であることを特徴とする高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金。この発明の高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金においては、板厚が0.01~0.4 mmであることは、より好ましい。Cr:1.5 wt%以上20wt%以下及びSi:2.5 wt%以上10wt%以下を含み、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減したFe-Cr-Si系合金素材を圧延するに際し、熱間圧延によって板厚3 mm以下とし、次いで熱延板を焼鈍することなく冷間又は温間で圧延することを特徴とする高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金の製造方法。Cr:1.5 wt%以上20wt%以下及びSi:2.5 wt%以上10wt%以下を含み、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減したFe-Cr-Si系合金素材を圧延するに際し、熱間圧延後の冷間圧延

又は温間圧延を、途中焼鈍を施すことなしに実施することを特徴とする高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金の製造方法。Cr:1.5 wt%以上20wt%以下及びSi:2.5 wt%以上10wt%以下を含み、かつ、C及びNを合計量で100 wtppm 以下に低減したFe-Cr-Si系合金素材を圧延するに際し、熱間圧延によって板厚3 mm以下とし、次いで熱延板を焼鈍することなく冷間圧延又は温間圧延に供し、この冷間又は温間圧延を、途中焼鈍を施すことなしに実施することを特徴とする高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金の製造方法。この発明の高周波磁気特性に優れるFe-Cr-Si系合金の製造方法においては、Fe-Cr-Si系合金素材がAlを5 wt%以下含有するものであること、Fe-Cr-Si系合金素材にMn及びPから選ばれる1種又は2種をそれぞれ1 wt%以内で含有するものを用いることもできる。

【0013】

【発明の実施の形態】以下、この発明を成就するに至った実験結果について説明する。純度99.99 %以上のFe、Cr、Si、Alを原料とし、高真空 (1×10^{-4} Torr) の小型溶解炉にて、高純度Fe-(0~12) wt%Cr-4.5 wt%Si-2 wt%Al合金を、Cr量がそれぞれ0 wt%、2 wt%、4 wt%及び12wt%になる成分組成として、10kgずつ溶製した。得られた合金の不純物含有量は、C:5~8 wtppm、P:3~5 wtppm、S:2~3 wtppm、N:12~18 wtppm、O:11~15 wtppm、C+N:18~22 wtppmであった。これらの鋼塊を、厚さ60mmに切り出し、1100℃に加熱して板厚3.2 mmに圧延した。この鋼板から、板厚2.5 mm、幅10mm、長さ55mm、切り欠き2 mmVノッチのシャルピー試験片を圧延方向と平行に採取し、各温度で衝撃値を測定して、脆性破面率が50%になる温度、すなわち延性-脆性遷移温度を靱性の指標として求めた。Cr量の異なる各組成 (Fe-Xwt%Cr-4.5 wt%Si-2 wt%Al) に対する遷移温度の関係は表1のとおりであった。

【0014】

【表1】

Cr (wt%)	遷移温度 (℃)
0	>+250
2	+180
4	+100
12	+80
18	+50
25	+40

【0015】予想外にも、Cr量の増加とともに遷移温度が低下、すなわち、靱性が向上することがわかり、更に、その効果はCr量2 wt%以上で現れること、また、Crを20wt%を超えて増量しても効果が飽和することが明らかになった。遷移温度が200℃以下であれば、300℃程

度の通常の温間圧延を行うことが可能となる。また、遷移温度が100℃以下であれば、素材を最初に200℃以下に加熱して、あとは通常の冷間圧延と同様に冷間圧延工程に供して製造することが可能で、工業的に更に有利になる。次に、Fe-4 wt%Cr-4.5 wt%Si-2 wt%Alの組成につき、C及びNを調節するためにFe-5 wt%C母合金及び窒化鉄を添加した以外は前記と同様の方法で、C+N含有量の異なる合金を作り、同様にシャルピー試験を行い、表2の結果を得た。

【0016】

【表2】

C+N (ppm)	遷移温度 (℃)
19	+100
48	+120
85	+150
140	+210

【0017】このように、C+Nが100wtppm程度以下になると靱性が顕著に向上することが明らかとなった。この場合、通常の温間圧延を行うことが可能となる。

【0018】更に、これらの熱延板のうち、C+N量が19wtppmのFe-4 wt%Cr-4.5 wt%Si-2 wt%Al合金と、比較材のFe-6 wt%Si (C+Nは19wtppm) 合金について、温間圧延で0.2 mm厚の薄板を作り、水素中1200℃で60minの焼鈍ののち、比抵抗と磁気特性を測定した。ここで、Fe-4 wt%Cr-4.5 wt%Si-2 wt%Al合金は熱延板を300℃に加熱して温間圧延したが、Fe-6 wt%Si合金は極めて脆く通常の温間圧延は不可能であったため、特に熱延板の加熱を450℃とし、圧延1パスごとに再加熱して薄板とした。各合金の比抵抗は、Fe-4 wt%Cr-4.5 wt%Si-2 wt%Al合金が120 $\mu\Omega\text{cm}$ であり、Fe-6 wt%Siの81 $\mu\Omega\text{cm}$ を大幅に上回った。また周波数10kHz、磁束密度0.1 Tにおける鉄損値を調査した。結果は、Fe-4 wt%Cr-4.5 wt%Si-2 wt%Al合金が15W/kg、Fe-6 wt%Si合金が18W/kgであり、前者が格段に優れていた。

【0019】この発明は、上記の実験事実を開発の端緒として得られたものであり、成分系及び純度の選択が重要な役割を担う。以下、これらの成分組成範囲について数値限定した理由について説明する。

【0020】まず、Crは、Si及びAlとの相乗効果によって電気抵抗を大幅に向上させて高周波域での鉄損を低減し、更には耐食性を向上させる基本的な合金成分であり、しかも、3.5 wt%以上のSi含有量の場合、又は3 wt%以上のSi含有量かつ1 %を超えるAl含有量の場合であっても温間圧延可能な程度の靱性を得るのに極めて有効であり、その観点からは2 wt%以上を要する。Si量やAl量が上記の場合よりも少ないときには、Cr量を更に減じても加工性が確保できるが、Crの加工性向上効果を発揮

させ、かつ、合金の比抵抗を $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上とするためには、1.5 wt%以上のCrが必須である。一方、20wt%を超えると靱性向上の効果が飽和するとともに、コスト上昇を招くので、Crの含有量は1.5 wt%以上、20wt%以下、好ましくは12wt%以上、10wt%以下、より好ましくは、3 wt%以上、7 wt%以下と規定する。

【0021】Siは、Crとの相乗効果によって電気抵抗を大幅に上昇させ、高周波域での鉄損を低減するのに有効な成分である。Si量が2.5 wt%未満ではCrやAlを併用しても磁束密度をあまり犠牲にせずに $60\mu\Omega\text{cm}$ 以上の比抵抗を得るには至らない。一方、10wt%を超えるとCrを含有させても温間圧延可能なまでの靱性が確保できないので、Siの含有量は2.5 wt%以上、10wt%以下、好ましくは3 wt%以上、7 wt%以下、より好ましくは3.5 wt%以上、5 wt%以下と規定する。

【0022】Alは、Siと同様、Crとの相乗効果によって電気抵抗を大幅に向上させ、高周波域での鉄損を低減するのに有効な成分であるので、この発明では必要に応じてAlを含有させることができる。しかし、Al量が5 wt%を超えるとコスト上昇を招く上に、この発明のようにSi量が2.5 wt%以上含有されている場合にCrを含有させても温間圧延可能なまでの靱性が確保できないので、Alの含有量は5 wt%以下とする。Alの下限は特に限定する必要がないが、脱酸や結晶粒成長性の改善のために0.005~0.3 wt%程度を含有させることがある。更に、Alを積極的に電気抵抗の増大のために活用するときには、この発明のようにSiが2.5 wt%以上含有されている合金ではAlが0.5 wt%未満では電気抵抗を更に上昇させるに十分な効果が得られない。したがって、この好ましくはAlの含有量は0.005 wt%以上、5 wt%以下、より好ましくは0.5 wt%以上、3 wt%以下と規定する。

【0023】C及びNは、Fe-Cr-Si系合金の靱性を劣化させるためにできる限り低減するのが好ましく、その許容量はこの発明のCr量、Si量及びAl量の場合には、高靱性を確保するために合計量で100 wtppm以下に抑える必要がある。好ましくは60wtppm以下、より好ましくは30wtppm以下である。なお、C又はNの各々は、Cが30 wtppm以下、Nが80wtppm以下が良く、より好ましくはCが10wtppm以下、Nが20wtppm以下が良い。また、C、N以外の不純物量は特に限定されないが、S: 20wtppm以下、好ましくは10wtppm以下、より好ましくは5 wtppm以下が良い。O: 50wtppm以下、好ましくは30wtppm以下、より好ましくは15wtppm以下が良い。又は、不純物C+S+N+Oの合計量で120 wtppm以下が好ましく、より好ましくは50wtppm以下が良い。

【0024】Mn及びPは、Fe-Cr-Si系合金に更に添加することにより、一層の電気抵抗の上昇を与えることが知られている。これらの成分の添加により、この発明の趣旨が損なわれることなく、更なる鉄損の低減が達成できる。そこで、この発明では、Mn、Pの中から選ばれる

1種又は2種を含有させることができる。とはいえ、これらの成分を大量に添加するとコスト上昇を招くので、それぞれの添加量は1wt%を上限とする。より好ましくは0.5 wt%以下が良い。

【0025】ところで、この発明において、磁気特性、耐食性、加工性などを更に向上させる目的で、従来知られている合金成分を追加添加することは、この発明の効果を損なうものではなく、それらの成分を含有させることも可能である。それらの成分の代表例を以下に列記する。5wt%以下のNiは、耐食性改善成分であるとともに、延性-脆性遷移温度を下げ、加工性を向上させるほか、結晶粒を微細にさせ易いため、渦電流損を抑制し、高周波鉄損の低減にも効果がある。1 wt%以下のCuにもNiと同様の効果がある。5 wt%以下のMoやWは耐食性を改善する。1 wt%以下のLa、VやNb、0.1 wt%以下のTi、YやZr、0.1 wt%以下のBは、靱性を高めて加工性を向上させる効果がある。5 wt%以下のCoは、磁束密度を向上させ、ひいては鉄損低減に効果がある。0.1 wt%以下のSbやSnは、集合組織を改善し、ひいては鉄損低減に効果がある。

【0026】この発明の磁気材料に優れる高加工性Fe-Cr-Si系合金薄板を製造するには、原料として純度99.9 wt%以上の高純度の電解鉄、電解クロム、金属Si、金属Alを用いることが好ましい。Mn、Pを添加する場合には、これらも高純度原料を用いる。あるいは、転炉法で製造する場合には、所定の純度にまで十分に精錬し、かつ、後工程での汚染を受けないように注意が必要である。溶製に際しては、転炉法その他、例えば、高真空(10^{-3} Torr以下の圧力)の真空溶解炉を用いることができる。

【0027】その後の熱間圧延は、極力薄くまで圧延することによって、次工程の冷間圧延ないしは温間圧延における加工性、すなわち圧延性を良好にすることができる。これは、この発明のFe-Cr-Si系合金組成の場合には、熱延板の表面部分の方が中心部分よりも靱性が高く、加工性が優れているとの新知見に基づくものである。そのための熱延板の厚みは3 mm以下、好ましくは2.5 mm以下、より好ましくは1.5 mm以下とする。

【0028】熱延板の靱性が改善されているため、更に温間や冷間で圧延して0.4 mm以下の厚みの薄板とすることができる。一般に、板厚を減じると、とりわけ高周波において渦電流損が有利に抑制され、低鉄損になることは周知である。しかし、これまでは高電気抵抗の材料は圧延性が悪く、通常の圧延法によっては0.5 mm程度までしか減厚されていなかった。また、単に厚みを減じてヒステリシス損失のために、十分な鉄損低減ができないとされてきた。この点、この発明では、成分系と純度を選ぶことにより、減厚した場合の高周波鉄損特性の効果を促進し得ることを見いだしたのである。かかる減厚の効果をj得るためには、板厚を0.4 mm以下とすることが有

効である。ただし、0.01mmよりも薄くするには、コスト上、工業的に無理があるので、板厚の範囲を0.01~0.4mm、好ましくは0.03~0.35mmと規定する。

【0029】このような減厚のための圧延においては、材料の加工性が優れているため、特に従来のように熱延板を焼鈍したり、冷間圧延ないし温間圧延の途中で中間焼鈍したりして圧延性を確保することが必ずしも必要でなく、熱延板焼鈍や中間焼鈍を省略して作業能率向上、省エネルギー化、コスト低減を図ることができる。その後の焼鈍や表面仕上げは、通常の電磁鋼板や電磁ステンレス鋼板と同様の工程が適用できる。

【0030】

【実施例】（実施例1）純度99.99 wt%の電解鉄及び電解クロム及び純度99.999wt%の金属Si、並びに必要に応

じて純度99.99 wt%の金属アルミニウム、純度99.9wt%の金属マンガン、純度99.5wt%のFe-23wt% P母合金を原料とし、高真空（ 1×10^{-4} Torr）の小型溶解炉にて、表3に示す種々の成分組成になる合金を10kgずつ溶製した。ここで、Alを主成分として含まない場合には、脱酸のために0.01wt%相当（1g）のアルミホイルを脱脂して添加した。これらの鋳塊を40mm×60mm×100mmのサイズに切り出し、Ar中で1100℃に加熱して30min保持した後、60mmを20mmに減厚する形状に粗圧延し、更に1100℃に再加熱して15min保持してから、板厚2.3mmまでに熱間圧延した。

【0031】

【表3】

(wt%又はwtppm)

鋼種	C (ppm)	Si (%)	Mn (%)	P (ppm)	S (ppm)	Cr (%)	Al (%)	N (ppm)	O (ppm)	C+N (ppm)	備 考
1	18	3.1	0.005	3	6	—	0.009	10	15	28	比較例
2	7	3.8	0.004	5	5	1.1	0.011	8	9	15	比較例
3	5	3.8	0.006	5	5	4.9	0.006	12	14	17	発明例
4	11	1.6	0.003	5	5	4.8	0.009	10	15	21	比較例
5	2	5.9	0.003	3	2	5.0	0.010	5	9	7	発明例
6	6	3.7	0.23	0.41%	3	5.9	0.010	11	13	17	発明例
7	8	3.9	0.006	2	3	4.5	0.85	11	11	19	発明例
8	27	3.8	0.22	4	5	4.9	0.010	36	20	63	発明例
9	44	3.9	0.22	4	6	4.9	0.009	63	17	107	比較例
10	1	4.8	0.002	1	2	5.3	0.005	5	6	6	発明例
11	0.6	6.4	0.002	2	2	18.3	0.020	4	5	5	発明例
12	5	6.5	0.005	4	4	—	0.010	9	9	14	比較例

【0032】この鋼板から、板厚1.5mm、幅10mm、長さ55mm、切り欠き2mmVノッチのシャルピー試験片を圧延方向と平行に採取し、25℃おきの温度でシャルピー衝撃値を測定して、脆性破面率が50%になる温度、すなわち延性-靱性遷移温度を靱性の指標として求めた。

【0033】次に、先の2.3mm厚の熱延板の表面をショットブラストで手入れをしてから、途中焼鈍なしで0.20mmまでの冷間圧延を行った。但し、遷移温度が室温を超える場合には、300℃に予熱して温間圧延とした。また、特に遷移温度が200℃を超える場合には、加熱温度を450℃とし、パスごとに再加熱する方法で温間圧延とした。続いて、これらの薄板から、外径30mm、内径20mm

のリング状試験片を切り出し、水素中1000℃で60minの焼鈍ののち、BHアナライザにより周波数10kHz、磁束密度0.1Tに対する鉄損値を測定した。また、同じ薄板から別途、幅30mm、長さ280mmの試験片を切り出して上述と同様に焼鈍し、四端子法によって比抵抗を測定した。表4に各鋼種の遷移温度と温間圧延の加熱方法、比抵抗及び鉄損値を示す。また、耐食性はJIS Z2371に準拠した塩水噴霧試験を2時間行い、板表面の錆発生面積率が20%なら「良」、20%を超え80%以下なら「中」、80%超えなら「劣」と判定した。

【0034】

【表4】

鋼種	遷移温度 (℃)	冷間／温間 圧延	比抵抗 ($\mu\Omega\text{cm}$)	鉄損 (W/kg)	耐食性	備考
1	+80	温間	54	26	劣	比較例
2	+90	温間	67	23	劣	比較例
3	-50	冷間	83	18	良	発明例
4	-50	冷間	53	29	中	比較例
5	+50	温間	105	16	良	発明例
6	-20	冷間	88	17	良	発明例
7	-60	冷間	98	16	良	発明例
8	+30	温間	83	19	良	発明例
9	+110	温間	84	21	中	比較例
10	-70	冷間	96	15	良	発明例
11	>+70	温間	133	13	良	発明例
12	>+250	温間 450℃	85	18	劣	比較例

【0035】鋼種1は、比較のための従来成分系（3wt%Si）である。鋼種2は、この発明の範囲よりもCrが不足した比較例であり、Siの増量により鉄損は低減しているが、靱性が鋼種1よりも劣り、耐食性も悪い。鋼種3はこの発明の組成範囲にあり、高い靱性と、低い鉄損および高い耐食性を併せ持つ。鋼種4はSiが不足した例であり、靱性は良好だが鉄損は鋼種1の水準に留まっている。鋼種5はSi量が更に多い実施例であるが、C量及びN量を低減する高純度化により高靱性であり、鉄損が極めて低く良好である。

【0036】鋼種6及び7は、この発明において更にAl、P、Mnを追加して添加した例であり、いずれも高靱性かつ低鉄損である。鋼種8及び9は、他の例に比べてC+N量を増やした例で、鋼種9がこの発明の範囲を超えて高過ぎ場合であり、鋼種9は靱性が劣化しているほか、鉄損もやや上昇している。

【0037】鋼種10は、この発明の範囲内で更に純度を高めた例であり、靱性も鉄損も更に改善し、極めて優秀な磁性材料となることを示している。鋼種11は、Siを6.4wt%まで増量しても、Crをそれに応じて増量し、かつ、極めて高い純度とすることによって、靱性が確保さ

れた例である。この場合、比抵抗が高く、鉄損が更に低減されている。鋼種12は、Fe-Siの2元合金の中で最も低鉄損になるFe-6.5wt%Siを比較として示している。この組成では極めて加工性が悪いが、磁気特性は優れている。これに対し、この発明の合金は、加工性が大幅に優れ、Cr含有により耐食性も良く、しかも鉄損が鋼種10とほぼ同等にまで低減されている。

【0038】（実施例2）実施例1と同様の工程によって表5に示す種々の成分組成になる合金を溶製した。溶製後は実施例1と同様の工程によって鋼板を作製し、評価を行った。ただし、温間圧延については、2.3mm厚の熱延板の表面をショットブラストで手入れをしてから、300℃に加熱し、そのまま繰返し圧下して板厚が0.2mmになるまで温間圧延を行った。なお、遷移温度が200℃を超える場合には、加熱温度を450℃とし、パスごとに再加熱する方法で温間圧延とした。熱延板の靱性、薄板の磁気特性、電気抵抗、耐食性の評価条件は実施例1と共通である。評価結果を表6に示す。

【0039】

【表5】

鋼種	C (ppm)	Si (%)	Mn (%)	P (ppm)	S (ppm)	Cr (%)	Al (%)	N (ppm)	O (ppm)	C+N (ppm)	備考
21	10	6.5	0.003	4	3	—	0.010	7	12	17	比較例
22	11	4.1	0.003	3	3	1.4	2.1	11	10	22	比較例
23	10	4.0	0.003	3	3	4.5	2.1	10	12	20	発明例
24	12	2.5	0.003	4	5	4.4	0.43	13	10	25	発明例
25	6	11.1	0.004	3	3	4.5	2.7	7	8	13	比較例
26	9	4.3	0.002	5	4	4.5	6.3	11	10	20	比較例
27	8	3.5	0.22	0.33%	3	4.6	2.0	8	13	16	発明例
28	22	4.2	0.15	3	5	4.5	2.2	35	16	57	発明例
29	55	4.3	0.13	5	7	4.4	2.1	58	18	113	比較例
30	0.8	4.1	0.001	1	1	5.0	1.9	45	5	5	発明例
31	2	2.8	0.010	3	2	1.8	1.7	5	11	7	発明例
32	13	3.4	0.24	5	4	—	0.015	7	14	20	比較例

【0040】

【表6】

鋼種	遷移温度 (°C)	温間圧延の加熱方法	比抵抗 $\mu\Omega\text{cm}$	鉄損 (W/kg)	耐食性	備考
21	>250	450 °C各パス	85	18	劣	比較例
22	180	450 °C各パス	103	21	劣	比較例
23	40	300 °C 1回	118	16	良	発明例
24	-60	300 °C 1回	72	19	良	発明例
25	>250	450 °C各パス	171	23	良	比較例
26	>250	450 °C各パス	164	22	良	比較例
27	50	300 °C 1回	122	16	良	発明例
28	70	300 °C 1回	122	16	良	発明例
29	180	450 °C各パス	121	22	中	比較例
30	-30	300 °C 1回	119	14	良	発明例
31	-70	300 °C 1回	85	16	良	発明例
32	30	300 °C 1回	57	24	劣	比較例

【0041】鋼種21は、比較のための従来成分系（6.5 wt%Si）である。この組成は極めて脆く、通常の冷間ないし温間圧延は困難であるが、磁気特性、特に1kHz以上の特性が良好である。この発明においては、この6.5 wt%Si鋼よりも加工性が格段に優れること、すなわち延性—脆性遷移温度が200 °C以下、好ましくは100 °C以下、更に好ましくは70°C以下であること、また、高周波鉄損が6.5 wt%Si鋼に匹敵するか、それを凌駕すること、すなわち、上記の鉄損測定条件における鉄損値が20 W/kg以下、好ましくは18W/kg以下であることを基本理念としている。鋼種22は、Crが不足した比較例であり、靱性が悪く、加工性に問題がある。鋼種23及び24はこの発明の組成範囲にあり、遷移温度が低く通常の温間圧延が可能な靱性を有するとともに、鋼種23においては6.5 wt

%Si鋼よりも更に低い鉄損、鋼種24においてもほぼ匹敵する鉄損である。鋼種25はSi量が、鋼種26はAl量がそれぞれ過剰であり、靱性が劣化している。

【0042】鋼種27は、この発明において更にP、Mnを追加して添加した例であって、通常の温間圧延が可能であり、かつ、低鉄損である。鋼種28及び29は、他の例に比べてC+N量を増やした例で、鋼28はこの発明の範囲内の場合、鋼種29がこの発明の範囲を超えて高過ぎる場合であり、鋼種29は靱性が劣化しているほか、鉄損も上昇している。

【0043】鋼種30及び鋼種31は、この発明の範囲内で更に純度を高めた例であり、靱性も鉄損特性も更に改善し、極めて優秀な磁性材料となることを示している。鋼種32は、通常のけい素鋼板に近い3.4 wt%Si鋼の比較例

であり、極めて鉄損が高い。

【0044】(実施例3) この実施例では、製品の板厚の効果を示す。まず、実施例1と同様の工程によって表7に示す種々の成分組成になる合金を溶製した。溶製後は実施例1と同様の工程によって鋼板を作製し、評価を行った。ただし、温間圧延については、2.3 mm厚の熱延板の表面をショットブラストで手入れをしてから、300

℃に加熱し、そのまま繰返し圧下して板厚が0.2 mmになるまで温間圧延を行った。薄板の磁気特性、電気抵抗、耐食性の評価条件は実施例1と共通である。評価結果を表8に示す。

【0045】

【表7】

鋼種	C (ppm)	Si (%)	Mn (%)	P (ppm)	S (ppm)	Cr (%)	Al (%)	N (ppm)	O (ppm)	C+N (ppm)	備 考
41	18	3.1	0.23	5	5	—	0.13	11	14	29	比較例
42	10	3.1	0.24	3	2	3.3	0.05	11	10	21	発明例
43	9	4.2	0.003	3	2	4.1	0.9	12	13	21	発明例

【0046】

【表8】

鋼種	比抵抗 ($\mu\Omega\text{cm}$)	鉄 損			耐食性	備 考
		板厚0.1 mm	板厚0.25mm	板厚0.5 mm		
41	55	18	38	64	劣	比較例
42	69	11	20	45	良	発明例
43	100	9	17	33	良	発明例

【0047】この発明の成分系(鋼種42及び43)であれば、板厚を0.25mm以下とすれば20W/kg以下の低鉄損とすることができるが、従来の3 wt%Si鋼(鋼種41)は、0.1 mm程度までの減厚が必要である。この発明の成分系にあっても、20W/kg以下とするには、板厚は0.4 mm以下とすることが必要である。

【0048】(実施例4) この実施例では、熱延板の板厚の効果を示す。鋼種は実施例3の鋼種43(4.1wt%Cr-4.2 wt%Si-0.9 wt%Al)を用い、実施例1と同様の工程によって溶製した。得られた鋳塊から40mm×60mm×100 mmの圧延素材を切り出し、Ar中で1100℃に加熱して30min 保持したのち、60mmを20mmに減厚する形状に粗圧延し、更に1100℃に再加熱して15min 保持してから、所定の板厚までに熱間圧延した。熱延板から、板厚1.0 mm、幅10mm、長さ55mm、切り欠き2 mmVノッチのシャルピー試験片を圧延方向と平行に採取し、25℃おきの温度でシャルピー衝撃値を測定して、脆性破面率が50%になる温度、すなわち延性-靱性遷移温度を靱性の指標として求めた。

【0049】次に、熱延板の表面をショットブラストで手入れをしてから、冷間圧延及び温間圧延試験を行った。途中焼鈍は実施せず、1回の圧下で0.1~0.2 mmずつロール間隙を減ずるように設定し、最終0.20mmまで圧延した。冷間圧延の場合は熱延板を室温でそのまま圧延

した。温間圧延の場合は、熱延板を150℃に予熱してから圧延した。ただし、この場合も途中での再加熱は行わなかった。表9に示す結果のとおり、熱延板を薄くすると靱性が著しく向上し、冷間圧延ないし温間圧延での圧延性が改善される。この効果は、熱延板厚が3.0 mm以下で薄くなるほど顕著である。

【0050】

【表9】

鋼種	熱延板厚み (mm)	遷移温度 (℃)	冷間圧延	温間圧延
43	5.0	120	クラック	クラック
	4.0	110	クラック	クラック
	3.0	70	クラック	良好
	2.0	-10	良好	良好
	1.0	-30	良好	良好

【0051】

【発明の効果】かくして、この発明によれば、従来のSi量6.5 wt%までのFe-Si合金やFe-Al合金に比べて同等以上の高周波磁気特性を、良好な加工性ととも確保することかできる。しかも、耐食性や製造コスト面からも有利であり、総合的に極めて優秀な磁性材料を与えるものである。